

HIGH STRENGTH STEEL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR**Publication number:** JP2003003233**Publication date:** 2003-01-08**Inventor:** OKAGUCHI HIDEJI**Applicant:** SUMITOMO METAL IND**Classification:****- International:** C21D8/02; C22C38/00; C22C38/58; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/58; (IPC1-7): C22C38/00; C21D8/02; C22C38/58**- European:****Application number:** JP20010185998 20010620**Priority number(s):** JP20010185998 20010620**Report a data error here****Abstract of JP2003003233**

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high tensile strength steel (a steel sheet, and a steel pipe including a welded pipe) having unstable fracture resisting characteristics, in which 85% ductile fracture transition temperature SATT 85% in a DWTT test in API standards is ≤ -30 deg.C, and absorbed energy EDWTT at -30 deg.C is $\geq 5,000$ J, and to provide a production method therefor. **SOLUTION:** The high strength steel has a composition containing 0.01 to 0.10% C, $\leq 0.30\%$ Si, 1.00 to 2.50% Mn, $\leq 0.010\%$ P, $\leq 0.0008\%$ S, 0.005 to 0.06% Nb, 0.004 to 0.025% Ti, $\leq 0.05\%$ sol. Al, $\leq 0.0040\%$ N and $\leq 0.003\%$ O, and the balance Fe with impurities, and also satisfying the inequality of $20 \times S + P + 5 \times (N + O) \leq 0.045$, and has TS(tensile strength) of ≤ 750 MPa.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-3233

(P2003-3233A)

(43) 公開日 平成15年1月8日(2003.1.8)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/58		C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願2001-185998(P2001-185998)

(22) 出願日 平成13年6月20日(2001.6.20)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 岡口 秀治

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100103481

弁理士 森 道雄 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度鋼とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 API規格のDWTT試験における85%延性破面遷移温度SATT_{85%} が-30℃以下、-30℃での吸収エネルギーvE_{DWTT} が5000J以上である不安定破壊抵抗特性に優れた高張力鋼(鋼板、溶接管を含む鋼管)とその製造方法の提供。

【解決手段】 本発明の高強度鋼は、C: 0.01~0.10%、S i: 0.30%以下、Mn: 1.00~2.50%、P: 0.010%以下、S: 0.0008%以下、Nb: 0.005~0.06%、Ti: 0.004~0.025%、sol. Al: 0.05%以下、N: 0.0040%以下、O: 0.003%以下を含み、残部Feおよび不純物で、かつ式「{20×S+P+5×(N+O)} ≤0.045」を満たし、TSが750MPa以上である。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】質量%で、C: 0.01~0.10%、Si: 0.30%以下、Mn: 1.00~2.50%、P: 0.010%以下、S: 0.0008%以下、Nb: 0.005~0.06%、Ti: 0.004~0.025%、sol. Al: 0.05%以下、N: 0.0040%以下、O: 0.003%以下、Ni: 2.5%*

$$\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045 \quad \dots (1)$$

ここで、(1) 式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量(質量%)を意味する。

【請求項 2】表層部と肉厚中央部の金属組織に占めるマルテンサイト相とベイナイト相との合計割合が、それぞれ、95体積%以上、80体積%以上である請求項 1 に記載の高強度鋼。

【請求項 3】請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼よりなる高強度鋼板。

【請求項 4】請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼よりなる高強度鋼管。

【請求項 5】母材部が請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼よりなる溶接鋼管であり、溶接金属の引張強さが 700MPa 以上で、かつ(母材の引張強さ-50)MPa 以上、溶接金属中のアシキュラーフェライト組織の割合が 10~80 体積%である高強度鋼管。

$$\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045 \quad \dots (1)$$

ここで、(1) 式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量(質量%)を意味する。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、天然ガスや原油を輸送するラインパイプや各種圧力容器等に利用して好適な不安定破壊抵抗特性に優れた引張強さ 750MPa 以上の高張力鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】天然ガスや原油を長距離輸送するパイプラインにおいては、敷設費や輸送費の低減を目指し、パイプ素材そのものを高強度化して肉厚の増大を制限するニーズが高まっている。

【0003】現在、米国石油協会(API)においては、X80(引張強さ 620MPa 以上)グレード鋼が規格化されて実用に供されており、さらに強度の高い X100(引張強さ 750MPa 以上)および X100 超(たとえば引張強さ 900MPa 以上)の高強度グレード鋼の適用も検討されている。

【0004】例えば、特開平 8-199292 号公報および特開 2000-199036 号公報には、Mn 含有量を高め設定した X100 超グレードの高強度ラインパイプとその製造方法が提案されている。

【0005】ラインパイプでは、構造材料として具備すべき要求特性のうち、強度特性と不安定破壊特性の両者が重要である。特に、後者の不安定破壊特性について

*以下、Cu: 1.5%以下、Mo: 0.8%以下、Cr: 1.0%以下、V: 0.1%以下、B: 0.002%以下、Zr: 0.03%以下、Ca: 0.003%以下を含み、残部 Fe および不純物で、かつ下記の(1)式を満たす鋼からなり、引張強さが 750MPa 以上である高強度鋼。

※【請求項 6】質量%で、C: 0.01~0.10%、Si: 0.30%以下、Mn: 1.00~2.50%、P: 0.010%以下、S: 0.0008%以下、Nb: 0.005~0.06%、Ti: 0.004~0.025%、sol. Al: 0.05%以下、N: 0.0040%以下、O: 0.003%以下、Ni: 2.5%以下、Cu: 1.5%以下、Mo: 0.80%以下、Cr: 1.0%以下、V: 0.1%以下、B: 0.002%以下、Zr: 0.03%以下、Ca: 0.0030%以下を含み、残部 Fe および不純物で、かつ下記の(1)式を満たす鋼を、950~1200℃に加熱後、熱間圧延をおこなって仕上温度 900~600℃で圧延を終了し、500℃を下回らない温度域から 300℃以下の温度にまで 4℃/秒以上の冷却速度で加速冷却する高強度鋼の製造方法。

は、脆性破壊特性と延性的な不安定破壊特性である不安定延性破壊特性の双方のバランスのよい特性確保が必要とされている。

【0006】上記の両特性については、シャルピー衝撃試験等の小型破壊試験では把握できず、鋼管全厚の試験片、例えば API で規定されている DWT T 試験において優れた脆性破壊抵抗特性と不安定延性破壊抵抗特性を確保する必要がある。X100 グレード以上の高強度ラインパイプでは、特に全厚の破壊試験による不安定破壊特性の評価が必要と考えられる。

【0007】しかし、上記の両公報に示される技術においては、破壊特性はシャルピー衝撃試験でしか評価されておらず、実管での脆性破壊特性や不安定延性破壊特性については全く検討されていない。すなわち、X100 グレード以上の高強度鋼において、実管での脆性破壊抵抗特性と不安定延性破壊抵抗特性(以下、両特性を総称して不安定破壊抵抗特性という)を向上させて構造材料としての安全性を高める技術についてはほとんど明らかになっていない。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、上述のような事情を踏まえ、引張強さが 750MPa 以上(好ましくは 900MPa 以上)で、しかも API 規格に規定される DWT T 試験における 85%延性破面遷移温度(SATT_{85%}:℃)が-30℃以下、-30℃での吸収エネルギー(V_{E DWT T}:J)が 5000

J 以上という、不安定破壊抵抗特性に優れた高張力鋼、具体的には鋼板および溶接管を含めた鋼管とこれらを安定して製造することが可能な製造方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記の課題を達成するために、実験検討を重ねた結果、以下のことを知見した。

【0010】従来の強度グレード鋼では、小型破壊試験による不安定破壊特性と鋼管本体の不安定破壊特性との間の差は比較的小さく、その間の関係も明確であった。

【0011】これに対して、X100（引張強さ750MPa以上）グレード以上の高強度鋼では、小型破壊試験では鋼管本体の不安定破壊特性を把握することができず、鋼管の全厚試験であるAPIに規定されるDWT T試験で評価する必要があることが確認された。すなわち、DWT T試験における85%延性破面遷移温度（ $SATT_{85\%}$ ）と吸収エネルギー（ $vE_{DWT T}$ ）により高強度鋼管の不安定破壊特性が把握できることが判明した。

【0012】そして、引張強さ750MPa以上の高強度鋼において、溶接施工時の溶接性および溶接部靱性を損なうことなく、優れた不安定破壊抵抗特性を得るには、以下に述べる手段を採ればよいことを知見した。

【0013】(a) C含有量が0.1質量%以下である低C系の引張強さ750MPa以上の高強度鋼のS含有量を0.0008質量%以下、好ましくは0.0006質量%、さらに好ましくは0.0004質量%以下とすると、例えば、引張強さが930MPa以上の鋼管であっても、DWT T試験における85%延性破面遷移温度（ $SATT_{85\%}$ ）と吸収エネルギー（ $vE_{DWT T}$ ）が向上し、部分ガスバーストおよびフルガスバースト試験における脆性破壊抵抗特性および不安定*

$$\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045 \quad \dots (1)$$

ここで、(1) 式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）を意味する。

【0019】(2) 表層部と肉厚中央部の金属組織に占めるマルテンサイト相とベイナイト相との合計割合が、それぞれ、95体積%以上、80体積%以上である上記(1)に記載の高強度鋼。

【0020】(3) 上記(1)または(2)に記載の高強度鋼よりなる高強度鋼板。

【0021】(4) 上記(1)または(2)に記載の高強度鋼よりなる高強度鋼管。

【0022】(5) 母材部が上記(1)または(2)に記載の高強度鋼よりなる溶接鋼管であり、溶接金属の引張強さが700MPa以上で、かつ（母材の引張強さ50）MPa以上、溶接金属中のアシキュラーフェライト組織の割合が10～80体積%である高強度鋼管。

【0023】(6) 質量%で、C：0.01～0.10

* 延性破壊抵抗特性が飛躍的に向上し、ラインパイプとしての破壊安全性が向上する。

【0014】(b) S含有量の低減と同時に、鋼中に含まれるP、NおよびO（酸素）の含有量を、式「 $\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045$ 」、好ましくは式「 $\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.035$ 」を満たす値に調整すると、脆性亀裂および延性亀裂の発生と停止特性が向上し、DWT T試験における85%延性破面遷移温度（ $SATT_{85\%}$ ）と吸収エネルギー（ $vE_{DWT T}$ ）がさらに向上する。

【0015】(c) 表層部と肉厚中心部の金属組織に占めるマルテンサイト相とベイナイト相の合計割合を、それぞれ、95体積%以上、80体積%以上にすると、脆性亀裂および延性亀裂の発生と停止特性がさらに向上し、鋼管の不安定破壊抵抗特性が一段と安定する。

【0016】本発明は、上記の知見に基づいて完成されたもので、その要旨は、下記(1)、(2)の高強度鋼、(3)の鋼板、(4)～(5)の鋼管、および(6)の高強度鋼の製造方法にある。

20 【0017】(1) 質量%で、C：0.01～0.10%、Si：0.30%以下、Mn：1.00～2.50%、P：0.010%以下、S：0.0008%以下、Nb：0.005～0.06%、Ti：0.004～0.025%、sol. Al：0.05%以下、N：0.0040%以下、O：0.003%以下、Ni：2.5%以下、Cu：1.5%以下、Mo：0.8%以下、Cr：1.0%以下、V：0.1%以下、B：0.002%以下、Zr：0.03%以下、Ca：0.003%以下を含み、残部Feおよび不純物で、下記の(1)式を満たす鋼からなり、引張強さが750MPa以上である高強度鋼。

【0018】

40 %、Si：0.30%以下、Mn：1.00～2.50%、P：0.010%以下、S：0.0008%以下、Nb：0.005～0.06%、Ti：0.004～0.025%、sol. Al：0.05%以下、N：0.0040%以下、O：0.003%以下、Ni：2.5%以下、Cu：1.5%以下、Mo：0.8%以下、Cr：1.0%以下、V：0.1%以下、B：0.002%以下、Zr：0.03%以下、Ca：0.0030%以下を含み、残部Feおよび不純物で、下記の(1)式を満たす鋼を、950～1200℃に加熱後、熱間圧延をおこなって仕上温度900～600℃で圧延を終了し、500℃を下回らない温度域から300℃以下の温度にまで4℃/秒以上の冷却速度で加速冷却する高強度鋼の製造方法。

【0024】

$$\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045 \quad \dots (1)$$

ここで、(1) 式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量（質量％）を意味する。

【0025】なお、上記（1）～（6）に記載の本発明においては、Ni、Cu、Mo、Cr、V、B、ZrおよびCaの各元素は、必ずしも積極的に添加含有させる必要はなく、その含有量はいずれも不純物量レベルであってもよい。

【0026】また、上記（5）における表層部とは表面から肉厚の1/10位置までの範囲内をいい、肉厚中心部とは肉厚中心からそれぞれ肉厚の1/4位置までの範囲内をいう。

【0027】

【発明の実施の形態】以下、本発明の高張力鋼（鋼板、鋼管）とその製造方法および溶接鋼管を上記のように規定した理由について詳細に説明する。なお、以下において、「％」は特に断らない限り「質量％」を意味する。

【0028】まず、鋼の化学組成について述べる。

【0029】C：0.01～0.10％

Cは、強度を確保する目的で含有させるが、0.01％未満の含有量では焼入性が不足で750MPa以上の引張強さを確保することが難しく、また靱性も十分ではない。逆に、0.10％を超えて含有させると、鋼およびその溶接部、特に溶接熱影響部の靱性が低下するだけでなく、不安定破壊抵抗特性も低下する。また、溶接施工時における溶接性も低下する。このため、C含有量は0.01～0.10％とした。好ましい範囲は0.02～0.08％、より好ましい範囲は0.03～0.05％である。

【0030】Si：0.30％以下

Siは、脱酸剤として通常添加されるが、その含有量が0.30％を超えると、鋼およびその溶接部の靱性が低下するだけでなく、不安定破壊抵抗特性も低下する。このため、Si含有量は0.30以下とした。好ましい上限は0.15％、より好ましい上限は0.10％である。なお、下限は特に定めないが、十分な脱酸効果を得るためにはSi含有量を0.02％以上とするのが望ましい。

【0031】Mn：1.00～2.50％

Mnは、焼入性を向上させて強度を高めるために含有させるが、1.00％未満の含有量では750MPa以上の引張強さを確保することが困難である。逆に2.50％を超えて含有させると、鋼およびその溶接部の靱性が低下する。このため、Mn含有量は1.00～2.50％とした。好ましい範囲は1.2～1.9％、より好ましい範囲は1.2～1.7％である。

【0032】P：0.010％以下

Pは、不純物元素で、鋼およびその溶接部、なかでも溶接熱影響部の低温靱性を低下させるだけでなく、溶接性も低下させ、さらに不安定破壊抵抗特性をも低下させ

る。したがって、P含有量は低ければ低いほど好ましいが、不可避免的な混入は避けられず、過度な低減はコスト上昇を招くので、実害を生じさせない限度として、その上限を0.010％とした。好ましい上限は0.008％、より好ましい上限は0.005％である。なお、P含有量は後述する(1)式を満たす必要がある。

【0033】S：0.0008％以下

Sは、上記のPと同様の不純物元素で、鋼およびその溶接部、なかでも溶接熱影響部の低温靱性を低下させるだけでなく、溶接性をも低下させる。さらに、Sは、上記のPとは異なり、微量にて高強度鋼の不安定破壊抵抗特性を著しく劣化させるため、本発明においてはその含有量の低減が必須の元素である。すなわち、引張強さ750MPa以上、なかでも900MPa以上の高強度鋼に十分な不安定破壊抵抗特性を付与するためにはS含有量をできるだけ低くするのが好ましいが、不可避免的な混入は避けられず、過度な低減はコスト上昇を招くので、実害を生じさせない限度として、0.0008％以下とした。好ましい上限は0.0006％、より好ましい上限は0.0004％である。なお、S含有量は後述する(1)式を満たす必要がある。

【0034】Nb：0.005～0.06％

Nbは、鋼の組織を微細化させ、高強度鋼の靱性を大幅に向上させる他、脆性亀裂および延性亀裂の発生抑制と停止促進させて不安定破壊抵抗特性を向上させる元素であるが、0.005％未満の含有量では前記の効果が得られない。一方、0.06％を超えて含有させると、溶接性を損なうだけでなく、不安定破壊抵抗特性がかえって低下する。このため、Nb含有量は0.005～0.06％とした。好ましい範囲は0.005～0.03％、より好ましい範囲は0.005～0.02％である。

【0035】Ti：0.004～0.025％

Tiは、鋼およびその溶接熱影響部の組織を微細化し、鋼およびその溶接熱影響部の低温靱性を向上させる元素であるが、0.004％未満の含有量では前記の効果が得られない。一方、0.015％を超えて含有させると、鋼およびその溶接部、なかでも溶接熱影響部の低温靱性を損なうだけでなく、溶接性をも低下し、さらに不安定破壊抵抗特性も低下する。このため、Ti含有量は0.004～0.025％とした。好ましい範囲は0.004～0.015％、より好ましい範囲は0.004～0.010％である。

【0036】sol. Al：0.05％以下

Alは、脱酸剤として通常添加される元素で、鋼中に不純物として含まれる次に述べるNをAlNとして固定して安定化し、不安定破壊抵抗特性を向上させる作用を有するが、その含有量がsol. Al含有量で0.05％を超えると、溶接部の特性が劣化するだけでなく、溶接

性もかえって低下する。このため、Alの含有量はs o l. Al含有量で0.05%以下とした。好ましい上限は0.035%、より好ましい上限は0.025%である。なお、下限は特に定める必要はないが、前記の効果を十分に得るためにはs o l. Al含有量を0.0005%以上とするのが望ましい。

【0037】N:0.0040%以下

Nは、不純物元素で、鋼の靱性を低下させ、延性破壊抵抗性も低下させることから不安定破壊抵抗特性の向上に極めて有害であり、その含有量が0.0040%を超えると、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できなくなる。このため、N含有量は0.0040%以下とした。好ましい上限は0.0025%、より好ましい上限は0.0020%であるが、N含有量は低ければ低いほどよい。なお、N含有量は後述する(1)式を満たす必要がある。

【0038】O(酸素):0.003%以下

Oは、上記のNと同様の不純物元素で、鋼の靱性を低下させ、延性破壊抵抗性も低下させることから不安定破壊*

$$\{20 \times S + P + 5 \times (N + O)\} \leq 0.045 \quad \dots (1)$$

ここで、(1)式中の元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量(質量%)を意味する。

【0041】なお、上記の(1)式は、本発明者が次に述べる実験をおこない、得られた結果から、各元素が鋼の不安定破壊抵抗特性、具体的にはAPI規格に規定されるDWT T試験における85%延性破面遷移温度(SA T T_{85%})と吸収エネルギー(v E_{DWT T})に及ぼす影響を調査するとともに、多重解析して初めて定めた式である。

【0042】実験内容:化学組成が異なる多くの鋼を対象に、仕上げ温度1000~800℃の熱間圧延後、750~600℃から冷却速度18~35℃/秒で300℃以下に冷却する加速冷却処理をおこなって板厚20mmの鋼板を得る。次いで、得られた鋼板の圧延方向と直交する方向から試験片を採取し、APIに規定されるDWT T試験をおこない、85%延性破面遷移温度(SA T T_{85%})と吸収エネルギー(v E_{DWT T})を調べる。

【0043】また、上記の(1)式は、次のことを表す。すなわち、Sは、Mn S等の硫化物を形成し、その一部が圧延によって伸展して微細な硫化物となり、これが脆性亀裂の発生と伝播を著しく促進し、さらに延性進展亀裂抵抗をも劣化させるため、係数が20であるように影響度が最も大きいこと。NとOは、それぞれ、窒化物と酸化物を形成して延性進展亀裂抵抗を劣化させる他、固溶状態でも、脆性亀裂の発生と伝播および延性進展亀裂の伝播を促進するが、係数が5であるように、Sに比べると影響度が小さいこと。Pはミクロまたはマクロに偏析して脆性亀裂および延性亀裂の発生を容易にするが、係数が1であるように、S、NおよびOに比べると影響度が遙かに小さいこと。

* 抵抗特性の向上に極めて有害な元素であり、その含有量が0.003%を超えると、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できなくなる。このため、O含有量は0.003%以下とした。好ましい上限は0.0018%、より好ましい上限は0.0012%であるが、O含有量は低ければ低いほどよい。なお、O含有量は後述する(1)式を満たす必要がある。

【0039】P、S、NおよびOの関係:これら元素の含有量は、それぞれ、前述した範囲内において下記の

(1)式を満たす含有量にする必要がある。すなわち、P、S、NおよびOの含有量が下記の(1)式を満たさない場合には、鋼の脆性亀裂および延性亀裂の発生、伝播停止特性が著しく低下し、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できない。下記(1)式中の左辺で求められる好ましい上限値は0.035である。この場合は、不安定破壊抵抗特性が一段と向上する。これらのことは、後述する実施例からも明らかである。

【0040】

【0044】本発明の高強度鋼は、以上に述べた化学組成を有すれば十分であるが、必要に応じてNi、Cu、Cr、Mo、V、B、CaおよびZrのいずれか1種以上を積極的に添加含有させてもよい。この場合は、鋼およびその溶接部、なかでも溶接熱影響部の低温靱性、溶接性を損なうことなく、高強度、耐食性および不安定破壊抵抗特性が一段と向上し、より厚肉の鋼板や鋼管等を得ることができる。

【0045】Ni:2.5%以下(添加時の望ましい下限は0.2%)

Niは、鋼の低温靱性、脆性亀裂伝播停止性能を改善して不安定破壊抵抗特性を向上させる他、溶接性をも向上させる作用を有する。これらの効果は不純物量レベルでも得られるが、0.2%以上の含有量で顕著になる。しかし、2.5%を超えて含有させても、コスト上昇の割に前記の効果の向上代が小さくなるだけでなく、焼入れ-焼戻し処理によって過度の残留オーステナイトが生成し、降伏強度が低下してしまう場合がある。このため、積極的に添加含有させる場合のNi含有量は0.2~2.5%とするのがよい。

【0046】Cu:1.5%以下(添加時の望ましい下限は0.1%)

Cr:1.0%以下(添加時の望ましい下限は0.1%)

Mo:0.8%以下(添加時の望ましい下限は0.1%)

V:0.1%以下(添加時の望ましい下限は0.005%)

B:0.003%以下(添加時の望ましい下限は0.0003%)

これらの元素は、いずれも、焼入性を向上させて鋼を強

靱化する作用を有する。この効果は、いずれの元素も、不純物量レベルでも得られるが、Cu、CrおよびMoでは0.1%以上、Vでは0.005%以上、Bでは0.0003%以上の含有量で顕著になる。しかし、Cuは、1.5%を超えて含有させると、鋼およびその溶接部の靱性が損なわれる他、熱間延性が著しく低下することがある。また、Cr、Mo、VおよびBは、それぞれ、1.0%、0.8%、0.1%、0.003%を超えて含有させると、いずれも、強度上昇が過度となり、鋼およびその溶接部の靱性が損なわれることがある。このため、積極的に添加含有させる場合のCu、Cr、Mo、VおよびBの含有量は、それぞれ、0.1~1.5%、0.1~1.0%、0.1~0.8%、0.005~0.1%、0.0003~0.003%とするのがよい。

【0047】なお、上記各元素のうち、Crは焼戻し処理時の析出強化作用、Moは固溶強化作用によって強度と靱性を高める効果もあり、Moについては、必須成分のNbとの複合効果によって組織の微細化を促進すると同時に、適量（0.5~5体積%）の残留オーステナイトを鋼中に分散させ、不安定破壊抵抗特性を向上させる効果もある。また、Vは耐歪み時効特性に有害な元素（N、C、O）を安定化し、耐歪み時効特性を向上させる効果もある。

【0048】Ca：0.003%以下（添加時の望ましい下限は0.0005%）

Zr：0.03%以下（添加時の望ましい下限は0.005%）

これらの元素は、いずれも、鋼中の介在物の形態を制御し、鋼およびその溶接部の靱性および耐食性を向上させる他、脆性破壊に有害な元素（N、C、O）を安定化し、不安定破壊抵抗特性を向上させる作用を有する。これらの効果は不純物量レベルでも得られるが、Caでは0.0005%以上、Zrは0.005%以上の含有量で顕著になる。しかし、Caは0.003%、Zrは0.03%を超えて含有させると、鋼の清浄度が低下し、鋼およびその溶接部の靱性が低下するだけでなく、不安定延性亀裂破壊抵抗特性も低下する。このため、積極的に添加含有させる場合のCaとZrの含有量は、それぞれ、0.0005~0.003%、0.005~0.03%とするのがよい。

【0049】金属組織について：本発明の高強度鋼は、鋼板や鋼管として用いられるが、その金属組織は、表層部の金属組織に占めるマルテンサイト相とベイナイト相との合計割合が95体積%以上であり、肉厚中央部の金属組織に占めるマルテンサイト相とベイナイト相との合計割合が80体積%以上の金属組織であることが望ましく、この場合には不安定破壊抵抗特性が一段と向上する。

【0050】以上に詳述した本発明の高強度鋼（鋼板お

よび継目無鋼管を含む）は、鋼の化学組成が本発明で規定する条件を満たす限り、通常の熱間圧延後に再加熱焼入れして焼戻す方法や、同じく通常の熱間圧延後に直接焼入れして焼戻す方法、さらには同じく通常の熱間圧延後に加速冷却処理する方法などにより製造することも可能であるが、確実かつ安定して製造するには下記の条件による熱間圧延後に加速冷却処理する方法で製造するのが好ましい。

【0051】加熱温度：加熱温度が950℃未満であると、750MPa以上の引張強さが確保できない場合がある。また、加熱温度が1200℃を超えると、その後の熱間圧延後に脆性破壊の発生および延性破壊停止に有害な元素（N、C、O）の安定化が不十分となり、所望の不安定破壊抵抗特性を確保することができない場合がある。このため、加熱温度は950~1200℃とするのが望ましい。

【0052】熱間圧延の仕上温度：熱間圧延の仕上温度が600℃未満であると、750MPa以上の引張強さが確保できない場合がある。また、熱間圧延の仕上温度が900℃を超えると、圧延およびその後の加速冷却による組織の微細化が十分でなく、脆性破壊の発生および延性破壊停止に有害な元素（N、C）の安定化が不十分となり、所望の不安定破壊抵抗特性を確保することができない場合がある。このため、熱間圧延の仕上温度は600~900℃とするのが望ましい。

【0053】水冷開始温度：加速冷却時の水冷開始温度が500℃未満であると、750MPa以上の引張強さが確保できないことがある。このため、加速冷却時の水冷開始温度は500℃以上とするのがよい。

【0054】冷却速度：加速冷却時の冷却速度が4℃/秒未満であると、組織中に粗大な上部ベイナイトが混入し、良好な低温靱性、不安定破壊抵抗特性が確保できないことがある。このため、加速冷却時の冷却速度は4℃/秒とするのがよい。なお、冷却速度は4℃/秒以上であればよく、特にその上限を規定する必要はない。

【0055】水冷停止温度：加速冷却時の水冷停止温度が300℃を超えると、750MPa以上の引張強さが確保できないだけでなく、鋼中に存在する適量（0.5~5体積%）の残留オーステナイトが分解し、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できないことがある。このため、加速冷却時の水冷停止温度は300℃以下とするのがよい。

【0056】次に、本発明の溶接鋼管について説明する。

【0057】本発明の溶接鋼管は、本発明の高強度鋼よりなる鋼板を母材とするものであれば、周知の如何なる製管法で製造されたものであってもよい。具体的には、鍛接鋼管、電縫溶接鋼管、レーザー溶接鋼管、電子ビーム溶接鋼管、プラズマアーク溶接鋼管、TIG溶接鋼管、UOE鋼管やスパイラル鋼管に代表されるSAW溶

接鋼管、MAG溶接鋼管、MIG溶接鋼管等を挙げることができる。

【0058】しかし、その溶接鋼管は、溶接金属の引張強さが700MPa以上で、かつ（母材の引張強さ-50）MPa以上、溶接金属中のアシキュラーフェライト組織の割合が10～80体積%である必要がある。

【0059】その理由は次のとおりである。すなわち、溶接金属の引張強さが700MPa未満であると溶接継手部の引張強さが750MPa以上とならず、また、溶接金属の引張強さが（母材の引張強さ-50）MPa未満であると、変形時の歪みが溶接金属および溶接熱影響部に集中し、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できなくなる。さらに、溶接金属中のアシキュラーフェライト組織の割合が10体積%未満であると、溶接金属の低温靱性と変形能が不足で、所望の不安定破壊抵抗特性が確保できなくなるためであり、逆に80体積%を超えると所*

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \dots (2)$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）である。

【0063】

【実施例】表1に示す化学組成を有する10種類の鋼を、表2に示す種々の条件で板厚20mmの鋼板とし、得られた鋼板を母材とする外径101.4mm、長さ12mのUOE溶接鋼管を製造した。

【0064】その際、溶接は、4電極のSAW溶接機を用い、入熱量3～4kJ/mmの条件で、内外面各1パスの溶接をおこなった。また、溶接ワイヤとしては、化学組成が各鋼とほぼ同様で、前述した(2)式で定義される P_{cm} 値が0.27～0.30のものを用いた。なお、溶接後の拡張率は0.8～1.2%とした。

【0065】そして、得られた各鋼管について、母材部の強度（降伏強さYS（MPa）、引張強さTS（MPa））、靱性（破面遷移温度 vT_s ：℃）、表層部と中心部の金属組織に占めるマルテンサイト（M）+ベイナイト（B）の体積割合（vol.%）、溶接金属中に含まれるアシキュラーフェライト（AF）の体積割合（vol.%）、溶接金属の引張強さTS（MPa）と靱性（試験温度-30℃でのシャルピー吸収エネルギー $vE_{DWTT-30℃}$ （J））を調べる一方、API規格に規定されるDWTT試験に供し、85%延性破面遷移温度（SAT $T_{85\%}$ ：℃）と吸収エネルギー（ vE_{DWTT} ：J）を調べ、これらの結果を表2に併せて示した。

【0066】なお、溶接金属の引張強さと靱性は、溶接金属部分から試験片を切り出して調べた。

【0067】表2から明らかなように、本発明で規定する条件を満たす試番1～9のUOE溶接鋼管は、いずれも、母材の引張強さTSが765MPa以上、溶接金属の引張強さTSが822MPa以上と高く、靱性も母材の破面遷移温度が-86℃以下、溶接金属のシャルピー吸収エネルギーが105J以上と良好であり、しかもD

* 望の強度が確保できなくなるからである。

【0060】ここで、上記の条件を満たす溶接鋼管は、その鋼管が鍛接鋼管、電縫鋼管、レーザー溶接鋼管、電子ビーム溶接鋼管、プラズマアーク溶接鋼管の場合には、本発明の高強度鋼からなる鋼板を用い、常法に従って溶接製管することにより得られる。

【0061】また、TIG溶接鋼管、UOE鋼管やスパイラル鋼管に代表されるSAW溶接鋼管、MAG溶接鋼管、MIG溶接鋼管の場合には、本発明の高強度鋼からなる鋼板を母材とし、化学組成が本発明の高強度鋼と同様で、かつ下記の(2)式により定義される P_{cm} 値が0.20～0.32の範囲内の溶接ワイヤを用い、その溶接部位をAr、He、N₂、CO₂等のガスでシールドして溶接するか、または焼成型もしくは熔融型のフラックスを使用して溶接することによって得られる。

【0062】

WT T試験の85%延性破面遷移温度SAT $T_{85\%}$ が-41℃以下、-30℃でのDWTT吸収エネルギー $vE_{DWTT-30℃}$ が6887J以上と、いずれも目標の-30℃以下、5000J以上を大幅に上回っている。

【0068】これに対し、本発明で規定する(1)式は満たすが、S含有量が本発明で規定する上限値の0.0008%を超える代符Hの鋼からなる試番10のUOE溶接鋼管は、母材および溶接金属の強度と靱性は良好なものの、SAT $T_{85\%}$ が-18℃、 $vE_{DWTT-30℃}$ が2775Jと、いずれも目標の-30℃以下、5000J以上を大幅に下回っている。

【0069】また、各元素の含有量は本発明で規定する範囲内であるが、本発明で規定する(1)式を満たさない代符Iの鋼からなる試番11のUOE溶接鋼管は、母材の強度と靱性は良好なものの、溶接金属中にアシキュラーフェライト組織が含まれないために溶接金属の靱性が劣り、SAT $T_{85\%}$ が-22℃、 $vE_{DWTT-30℃}$ が3125Jと、いずれも目標の-30℃以下、5000J以上を大幅に下回っている。

【0070】さらに、本発明で規定する(1)式は満たすが、CとNの含有量が本発明で規定する上限値を超える代符Jの鋼からなる試番12のUOE溶接鋼管は、母材の強度と靱性は良好なものの、溶接金属の引張強さが母材の引張強さから50MPaを減じた値の938MPaより低い902MPaであるために、WAT $T_{85\%}$ が-15℃、 $vE_{DWTT-30℃}$ が3112Jと、いずれも目標の-30℃以下、5000J以上を大幅に下回っている。

【0071】なお、以上の結果は、本発明の高強度鋼、この高強度鋼からなる鋼板および継目無鋼管およびUOE溶接鋼管以外の溶接鋼管でも、同様の結果が得られることを意味していることはいうまでもない。

【0072】

* * 【表1】

表 1

鋼 代 符	化 学 組 成 (単位: 質量%, 残部: Feおよび不純物)																A 値
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	solAl	N	O	Cu	Ni	Mo	Cr	B	その他	
A	0.07	0.08	2.20	0.005	0.0004	0.050	0.015	0.025	0.0021	0.0012	—	—	—	—	—	—	0.030
B	0.05	0.07	1.78	0.005	0.0003	0.020	0.010	0.015	0.0022	0.0015	—	0.30	0.21	—	—	—	0.030
C	0.04	0.05	1.61	0.004	0.0003	0.020	0.012	0.030	0.0015	0.0018	0.30	0.51	0.40	0.10	0.0009	V:0.03	0.027
D	0.04	0.12	1.83	0.005	0.0005	0.015	0.010	0.018	0.0014	0.0012	—	1.02	0.28	0.31	—	V:0.04 Ca:0.0015	0.028
E	0.06	0.05	1.59	0.002	0.0003	0.020	0.015	0.016	0.0025	0.0018	0.20	0.57	0.22	0.19	0.0012	V:0.04 Zr:0.015	0.030
F	0.04	0.08	1.82	0.003	0.0002	0.015	0.014	0.025	0.0022	0.0009	0.62	0.31	0.40	—	0.0008	—	0.023
G	0.04	0.15	1.62	0.001	0.0003	0.025	0.012	0.031	0.0012	0.0017	0.19	1.38	—	0.11	0.0007	—	0.022
H	0.05	0.10	1.83	0.001	*0.0012	0.045	0.014	0.022	0.0015	0.0015	0.45	0.30	0.19	—	—	—	0.040
I	0.07	0.15	1.78	0.008	0.0007	0.025	0.011	0.035	0.0038	0.0025	0.30	0.39	0.31	—	0.0008	—	*0.054
J	*0.12	0.09	1.41	0.002	0.0003	0.035	0.015	0.042	*0.0042	0.0018	0.50	0.50	0.33	—	0.0012	—	0.038

注1) *印は、本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

注2) A値は、式「 $A=20 \times S + P + 5 \times (N + O)$ 」による計算値である。

【表2】

表 2

試 番	鋼 代 符	圧延条件		加温冷却条件			M+Bの割合 (vol.%)		母材の特性			溶接金属の特性			不安定破壊抵抗特性 (API DWT 特性)	
		加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	開始 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	表面部	中心部	YS (MPa)	TS (MPa)	VTB (°C)	AFの 割合 (vol.%)	TS (MPa)	VE- _{300°C} (J)	SATT- _{300°C} (°C)	EDWT- _{T-30°C} (J)
1	A	1100	800	700	25	200	95	90	704	765	-96	50	822	152	-45	9789
2	B	1150	820	740	28	250	96	90	713	775	-89	65	835	182	-51	8998
3		1100	800	700	25	150	98	94	879	955	-96	25	1005	105	-41	6887
4		1000	750	650	29	180	96	95	860	945	-108	30	950	135	-52	6994
5	C	1100	800	700	26	220	95	93	878	955	-101	20	985	128	-48	7221
6	D				32	50	97	94	888	976	-115	30	988	136	-53	6889
7	E				25	210	96	92	868	952	-98	35	1015	112	-59	7228
8	F				28	180	98	95	863	949	-95	30	975	132	-61	8128
9	G				26	190	97	91	853	948	-86	25	989	129	-41	6994
10	*H				25	200	96	85	695	756	-88	65	805	156	* -18	* 2775
11	*I						95	88	872	948	-89	* 0	1105	32	* -22	* 3125
12	*J						96	89	918	988	-92	35	* 902	135	* -15	* 3112

注1) Mはマルテンサイト、Bはベイナイト、AFはアシキュラーフェライトを意味する。

注2) *印は、本発明で規定する範囲を外れているか、または目標値に達していないことを示す。

【発明の効果】本発明の高強度鋼、この鋼からなる鋼板および溶接管を含む鋼管は、高強度であるにもかかわらず不安定破壊抵抗特性に優れている。このため、例え

ば、本発明の鋼管をラインパイプとしてパイプラインを構築すれば、その安全性が飛躍的に向上する等の効果が得られ、産業上に寄与するところ多大である。

フロントページの続き

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11
AA14 AA15 AA16 AA17 AA19
AA21 AA22 AA23 AA24 AA26
AA27 AA29 AA31 AA35 AA36
AA39 BA01 CA01 CA02 CC02
CC03 CC04 CD02 CD03

Family list

2 family member for: **JP2003003233**

Derived from 1 application

[Back to JP20030032](#)

1 HIGH STRENGTH STEEL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

Inventor: OKAGUCHI HIDEJI

Applicant: SUMITOMO METAL IND

EC:

IPC: C21D8/02; C22C38/00; C22C38/58 (+6)

Publication info: JP3770106B2 B2 - 2006-04-26

JP2003003233 A - 2003-01-08

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide